第 51 卷　第 8 期　2015 年 8 月　第897-903 页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.8 Aug. 2015 pp.897-903

珠光体层片取向对冷拔珠光体钢丝形变的影响*

周立初[1]　胡显军[2]　马 驰[3]　周雪峰[1]　蒋建清[1]　方 峰[1]

1) 东南大学材料科学与工程学院, 南京 211189
2) 江苏省(沙钢)钢铁研究院, 张家港 215625
3) 盛利维尔(中国)新材料技术有限公司, 常州 213200

摘 要 利用TEM, SEM和纳米压痕仪研究了珠光体钢丝在冷拉拔形变过程中, 珠光体层片取向对其形变及力学性能的影响. 结果表明: 与拉拔轴向夹角较小的珠光体层片, 通过珠光体团旋转, 使珠光体层片转向平行于拉拔轴向, 并率先形成铁素体<110>丝织构; 铁素体中位错由单滑移到多滑移, 最终变成同一滑移系的单滑移, 位错分布较均匀, 渗碳体与铁素体保持协调变形. 与拉拔轴向夹角较大的珠光体层片, 通过弯折转向接近平行拉拔轴向, 渗碳体发生断裂碎化、铁素体中形成位错胞, 造成后续形变困难, 层片缓慢减薄. 经拉拔形变后, 平直珠光体的显微硬度高于弯折珠光体, 表明接近平行于拉拔轴向的珠光体层片加工硬化率较高, 有利于形变强化.

关键词 珠光体钢丝, 冷拉拔, 珠光体层片取向, 塑性变形

中图法分类号 TG142　**文献标识码** A　**文章编号** 0412-1961(2015)08-0897-07

EFFECT OF PEARLITIC LAMELLA ORIENTATION ON DEFORMATION OF PEARLITE STEEL WIRE DURING COLD DRAWING

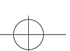
ZHOU Lichu [1], *HU Xianjun* [2], *MA Chi* [3], *ZHOU Xuefeng* [1], *JIANG Jianqing* [1], *FANG Feng* [1]

1) School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189
2) Sha-Steel Iron and Steel Research Institute of Jiangsu Province, Zhangjiagang 215625
3) Sunnywell (China) New Material Technology Co. Ltd., Changzhou 213200
Correspondent: FANG Feng, professor, Tel: (025)52090630, E-mail: fangfeng@seu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51371050 and 51301038), Fund of Transformation of Scientific and Technological Achievements from Jiangsu Province (No.BA2014088) and Fund of Prospective Study and Research from Jiangsu Province (No.BY2014127-03)
Manuscript received 2014-11-14, in revised form 2015-04-02

ABSTRACT Cold drawing pearlitic steel wires with ultra-high strength have important applications such as the automobile tire, springs rope and bridge cables. There have been many investigations which are paid attention to the hardening mechanisms of pearlitic steel wire, covering evolution of microstructure, texture and dislocation. In this work, effects of pearlitic lamella orientation on mechanical properties and deformation of pearlite steel wire in cold drawing were investigated by combining TEM, SEM and nano-indentor. The experimental results showed that pearlitic lamellae having low angle with drawing direction would be turned to parallel the drawing direction through a combined rotating process of pearlite colonies. The <110> fiber texture in the ferrite phase formed and

* 国家自然科学基金项目 51371050 和 51301038, 江苏省科技成果转化专项项目 BA2014088 及江苏省产学研前瞻性研究项目 BY2014127-03 资助
收到初稿日期: 2014-11-14, 收到修改稿日期: 2015-04-02
作者简介: 周立初, 男, 1990年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00620



the distribution of dislocations in ferrite was almost uniform. The deformation between cementite and ferrite was coordinated. Pearlitic lamellae having large angle with drawing direction would be bent and turned to parallel the drawing direction. It was difficult for the bent pearlite to deform because of the fragmentation of cementite and formation of dislocation cell in ferrite. After cold drawing process, the micro-hardness of straight pearlite was higher than that of bent pearlite. The result indicated that pearlitic lamellae having low angle with drawing direction have higher working-hardening rate in drawing.

KEY WORDS pearlitic steel wire, cold drawing, pearlitic lamella orientation, plastic deformation

冷拔珠光体钢丝因其具有高强度的同时仍保持一定的韧性, 被广泛应用于子午线轮胎、大桥缆索等重要领域[1~4]. 珠光体钢丝的高强度是由冷拉拔形变而获得. 目前, 商用切割细钢丝最高等级已达到3800 MPa, 随着硬质材料切割行业需求的增加、材料制备技术的发展, 更高强度级别的珠光体钢丝正在研制之中, 据报道[5], 实验室制备的珠光体钢丝样品最高强度已经达到7 GPa.

珠光体钢丝优异的力学性能与其形变后组织密切相关. 冷拔形变过程中, 珠光体层片由等轴组织逐渐变成沿轴向排列的丝状组织. 铁素体/渗碳体平均层片尺寸逐渐减薄[6], 其减薄规律与钢丝直径的缩小成正比, 减薄的层片组织起到细晶强化的作用, 铁素体中位错密度急剧增加并形成<110>丝织构, 进一步强化了组织[7~9]. 形变过程中渗碳体逐渐非晶化, 甚至出现部分溶解, 也对珠光体钢丝的高强度起到了贡献[10~13]. 事实上, 获得良好性能的珠光体钢丝与整个冷拔形变过程密切相关[14~17]. 珠光体因其层片状组织的特点, 在冷拔过程中表现出各向异性, 不同层片取向的珠光体团形变后状态千差万别. 研究人员[1,14~16]将层片不同取向的珠光体形变后形态进行了初步分析, 但关于层片取向如何影响珠光体微结构演变过程缺乏系统研究, 对于层片是否影响珠光体的加工硬化过程尚不清楚, 拉拔形变后珠光体钢丝塑性恶化[18]、热稳定性下降[14], 这些现象与不同取向珠光体层片形变后形态之间的关系尚无定论.

本工作以不同应变量的冷拉拔珠光体钢丝为研究对象, 对比研究了冷拔形变过程中, 层片取向对珠光体微结构演变、晶体学取向以及力学性能的影响, 探讨了层片取向对珠光体冷拔形变的影响.

1 实验方法

实验材料为直径12 mm的SWRS82B高碳钢盘条, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.83, Si 0.3, Mn 0.71, Cr 0.19, V 0.07, S 0.003, Fe余量. 将高碳钢盘条酸洗磷化[19]处理后, 经多道次的冷拉拔至3.4 mm, 总应变量ε ($\varepsilon=\ln(A_0/A)$, 其中A_0为原始样品横截面面积, A为形变后样品横截面面积)为2.5, 平均道次压缩率为14%.

采用线切割方法从不同应变量的钢丝上切取纵截面样品, 经机械磨抛后, 使用体积分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀, 在Sirion-400场发射扫描电子显微镜(SEM)下观察钢丝形变后显微组织. 将机械抛光后的样品利用硅凝胶进行去应力抛光, 在Micro Materials System 1型纳米力学系统进行纳米压痕测试, 以获得不同组织的微观硬度, 加载、卸载速率为0.6 mN/s, 最大载荷为15 mN, 保持时间5 s, 加载点数量为49个, 实验温度为25 ℃. 从钢丝上切取厚度约300 μm的纵截面试样, 机械减薄至100 μm, 经电解双喷抛光, 制备得到透射电镜分析用样品, 采用配有扫描透射电子显微镜(STEM)传感器的JEM 2100F型透射电子显微镜(TEM)分析形变后珠光体的微观结构, 根据样品组织的层片整体择优取向性判断拉拔轴向, 根据铁素体的正带轴电子衍射花样分析铁素体的晶体学取向.

2 结果与分析

2.1 组织演变

图1是不同应变量的珠光体钢丝纵截面的SEM像. 可以看到, 未经形变的珠光体呈等轴状, 层片方向随机, 厚度约120 nm. 当应变量为0.7时, 呈2种典型的形态: A区域珠光体层片方向与拉拔轴向夹角很小, 层片被均匀拉长、减薄; 而B区域层片方向偏离拉拔轴向较大, 此处层片弯折朝向拉拔轴向, 弯折变形处层片组织扭曲畸变严重. 当应变量增加到1.7时, 大部分珠光体层片完全平行于拉拔轴向且已明显减薄, 但部分珠光体组织弯折扭曲, 图1c中的C区域的弯折珠光体层片形变不匀, 扭曲畸变明显, 且层片厚度与相邻平直珠光体存在明显差异, 研究人员[1,16,24]普遍认为, 此类弯折珠光体组织的层片厚度大于平直的珠光体组织. 应变量为2.5, 珠光体组织已基本呈纤维状, 同时存在一些碎化的Fe_3C颗粒, 如图1d中D区域所示.

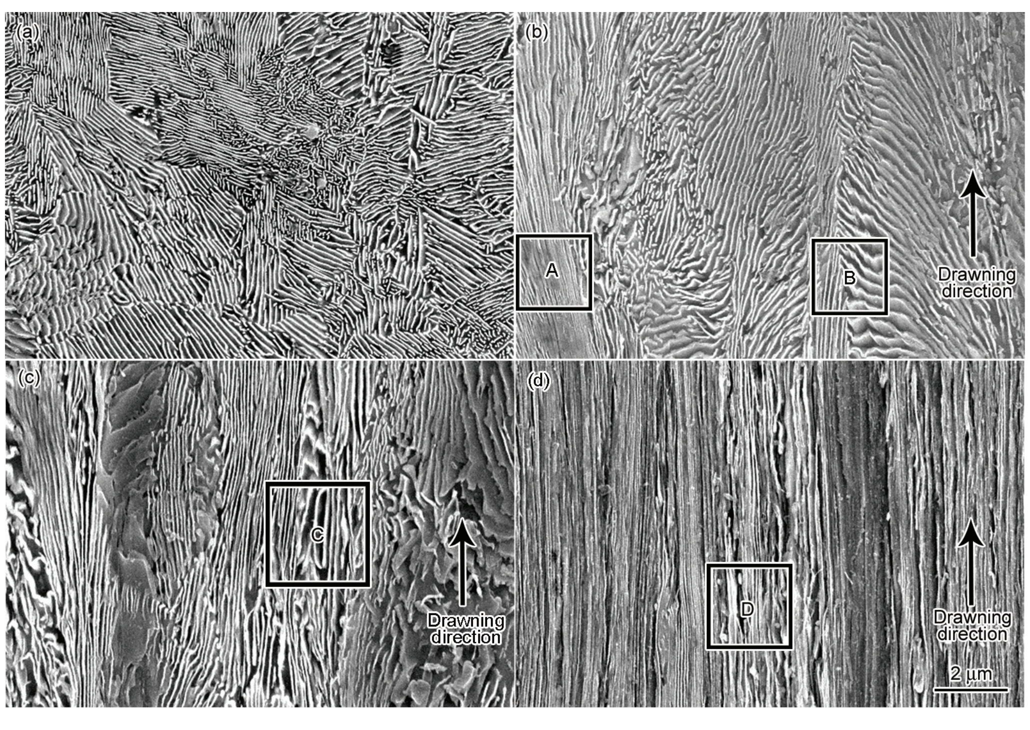


图1 不同应变量的珠光体钢丝纵截面的SEM像

Fig.1 SEM images of cross-sections in pearlitic steel wire with strains of 0 (a), 0.7 (b), 1.7 (c) and 2.5 (d)

拉拔形变过程中, 因珠光体层片取向与拉拔轴向夹角不同, 导致其形变后形态有着明显的差异, 根据层片取向与拉拔轴向的夹角不同, 可以分为以下3种典型情况: (1) 层片取向与拉拔轴向平行, 此时珠光体组织通过拉长减薄的方式进行形变; (2) 层片取向与拉拔轴向夹角小于30°时, 珠光体团可以通过旋转调整层片取向、再拉长减薄[20]; (3) 层片取向与拉拔轴向夹角大于30°时, 珠光体组织需要通过渗碳体弯折、断裂等非均匀剪切形变的方式调整层片取向以适应形变的进行.

2.2 层片取向与拉拔轴向夹角较小的组织

图2是层片取向与拉拔轴向平行的珠光体在不同应变量下的STEM像. 可以看到, 在整个形变过程中, 层片取向与拉拔轴向接近的珠光体组织层片保持平直, 位错密度各处均匀, 不存在明显的畸变区域. 经应变量为0.25的少量形变后, 珠光体组织中位错线长直, 此时位错处于单滑移阶段; 应变量进一步增加至0.5时, 珠光体中铁素体的<101>方向、层片取向和拉拔轴向3者已经近似平行, 铁素体的<110>丝织构已经在此类组织中率先形成. 当应变量为1.1时, 层片已经明显减薄至约60 nm, 铁素体中位错已过渡至多滑移阶段, 密度显著增加、短而密集, 部分位错相互缠结. 当应变量为1.7时, 珠光体组织层片厚度约40 nm, 渗碳体衬度已经显著减小, 这与形变后渗碳体呈现非晶、纳米晶的结构有关[9,13]. 进一步分析其衍射谱与形貌可以看到, 铁素体的<110>取向、层片取向、拉拔轴向已经高度重合, 位错以相互平行且垂直于轴向的方式存在, 此时单个层片中铁素体位错以{110}<110>滑移系进行滑移增殖.

2.3 层片取向与拉拔轴向角度较大的组织

图3是层片取向与拉拔轴向偏离较大的珠光体在不同应变量下的STEM像. 经应变量为0.25的少量形变后, 珠光体层片沿轴向弯折破坏, 呈弯折带组织; 弯折的渗碳体片被折断、铁素体中存在着高密度的位错, 同时可以看到, 弯折带以外的组织没有发生明显形变. 应变量增大至0.5时, 弯折的珠光体组织形变不均匀性加剧, 珠光体层片沿弯折带向2侧弯折, 渗碳体断裂, 铁素体中高密度的位错已经逐渐演变成位错胞、位错墙式结构. 应变量为1.1时, 弯折带组织上层片与拉拔轴向夹角已经有所减小, 断裂后的渗碳体已经失去了连续性, 弯折带上铁素体高密度位错集中, 层片中铁素体位错呈墙式结构, 位错墙将单个层片分为2部分, 位错墙一侧存在高密度的位错, 另一侧位错数量明显较少. 从图3c中[$0\bar{1}2$]晶带轴电子衍射谱可以看到, 铁素体的<121>方向与层片取向平行, 而<321>方向与拉拔轴向平行, 说明此处铁素体的<110>取向没有平行于

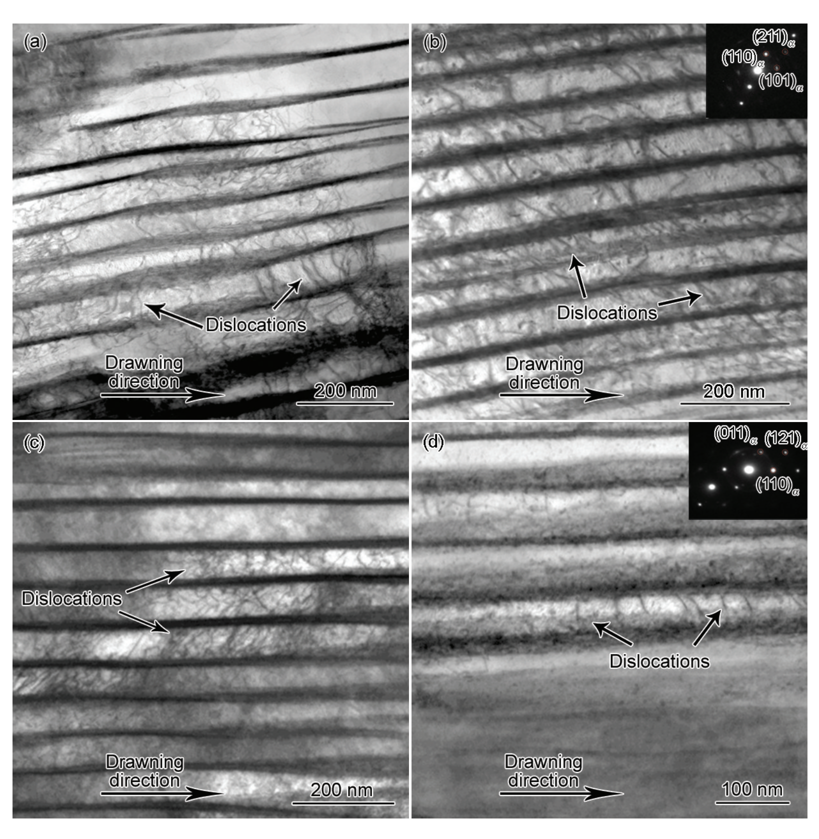


图2 不同应变量的平直珠光体的STEM像

Fig.2 STEM images of pearlite steel wire with straight lamella at strains of 0.25 (a), 0.5 (b), 1.1 (c) and 1.7 (d) (Insets in Fig.2b and d show the corresponding SAED patterns)

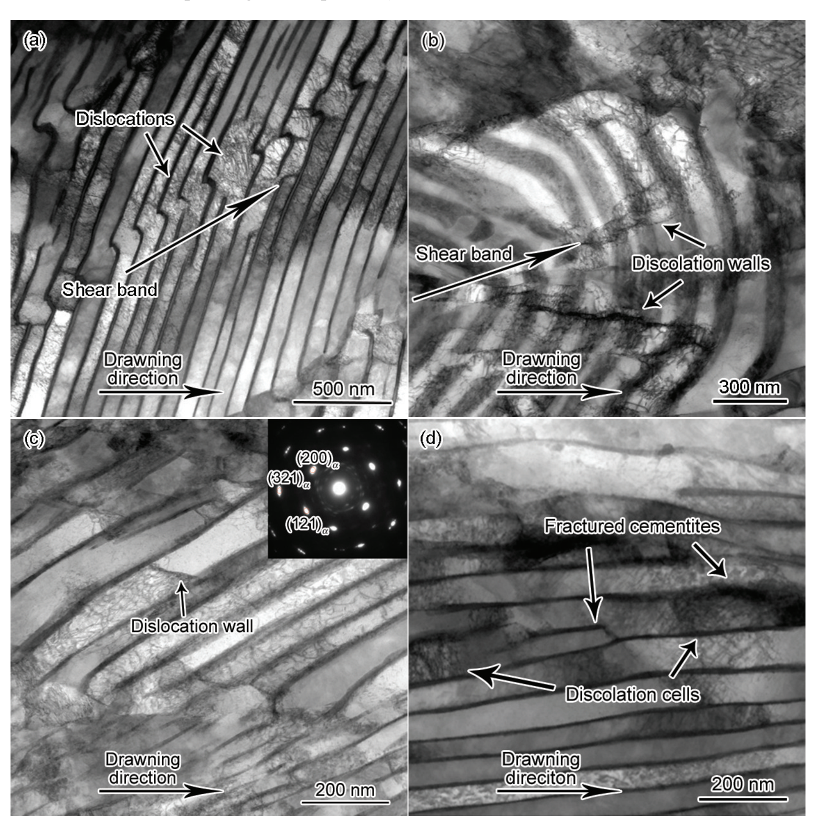


图3 不同应变量弯折珠光体的STEM像

Fig.3 STEM images of pearlitic steel wire with bent lamella at strains of 0.25 (a), 0.5 (b), 1.1 (c) and 1.7 (d) (Inset in Fig.3c shows the corresponding SAED pattern)

拉拔轴向, 即尚未形成<110>丝织构. 在经应变量为1.7的形变后, 层片组织取向已接近平行于拉拔轴向, 渗碳体弯折扭曲, 而断裂的渗碳体呈短棒状, 铁素体形成若干位错胞结构. 此时, 珠光体原有的层片结构已经被严重破坏, 铁素体/渗碳体组成的2相已经失去可以协调变形的结构特点. 综合整个形变过程可以看到, 层片取向与拉拔轴向夹角较大的组织形变过程呈现完全不同的特点: 层片通过弯折形变使得层片取向接近拉拔轴向, 弯折、断裂的组织失去层片组织的特点, 渗碳体断裂碎化、铁素体形成位错胞结构, 使得珠光体的后续形变困难, 层片减薄缓慢, 铁素体难以形成<110>丝织构.

2.4 微区纳米力学性能

利用纳米压痕仪测量了应变量为1.1时, 不同层片取向珠光体的微区硬度. 层片取向接近拉拔轴向的组织形变后, 层片平直拉长(图4a), 此类组织约占测试点总数的65%, 其平均硬度为4.7 GPa. 层片取向与轴向偏离较大的组织形变后呈弯折的形态(图4b)弯折组织约占总体的35%, 平均硬度为4.1 GPa. 可以看出, 层片接近于拉拔轴向的珠光体组织硬度高于层片与拉拔轴向偏离较大的组织, 说明层片平行于拉拔轴向有利于珠光体的加工硬化, 而层片与拉拔轴向偏离较大将会降低组织的加工硬化

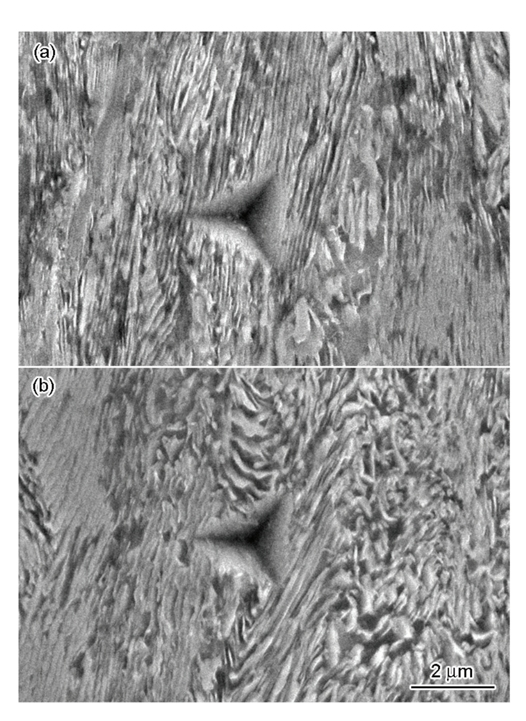


图4 不同层片取向珠光体应变量为1.1时纳米压痕后的SEM像

Fig.4 SEM images of pearlite steel wire with straight (a) and bent (b) lamella at strain of 1.1 after nano-indentation

率. 综合图2和3可知, 弯折组织中铁素体位错分布不均, 位错墙、位错胞等结构使得组织形变困难、存在应力集中区, 组织中存在大量形变程度较低的区域. 这些区域较低的力学强度降低了整个弯折组织的力学性能.

3 分析讨论

珠光体钢丝在冷拉拔过程中受轴向拉应力、径向压应力的作用, 因层片状铁素体/渗碳体组成的珠光体在层片轴向与径向上形变能力不同, 层片取向将对形变过程起到非常重要的影响, 研究人员[1,15,24]认为根据珠光体层片与拉拔轴向夹角大小可分为2种情况: (1) 层片与拉拔轴向夹角小于30°时, 少量的局部形变使珠光体层片快速旋转至平行于拉拔轴向. 同时, 在较小应变量时(图2b), 铁素体的稳定取向<110>已平行于拉拔轴向, 这可能是因为层片取向接近拉拔轴向时, 铁素体的晶体学取向已经成为影响组织形变的关键因素, 珠光体团不仅通过调整层片取向来减小形变阻力, 同时也使珠光体中铁素体的<110>取向接近拉拔轴向, 减少形变过程需要开动的滑移系, 进一步减小形变阻力. 这也解释了相较于其它组织, 珠光体在冷拉拔过程中, 铁素体<110>丝织构快速形成的原因[21~23]: 珠光体在冷拉拔形变过程中, 不仅通过铁素体的位错滑移形成<110>丝织构, 同时珠光体团的旋转使铁素体的<110>取向迅速接近拉拔轴向, 使得珠光体钢丝在应变量小于1.5时, <110>织构强度迅速上升, 之后缓慢趋于饱和. 层片取向、铁素体<110>取向均平行于拉拔轴向的情况下, 珠光体形变阻力最小, 铁素体仅需开动最少的滑移系即可完成减薄形变, 从而迅速均匀地强化整个组织. 值得关注的是, 在大应变量下, 珠光体层片尺寸已经减薄至50 nm以下, 此时铁素体中位错呈相互平行排列的状态(图2d), 位错密度较应变量为1.1时有所下降, 而在应变量为2.5的试样中, 如图5所示, 这种具有平行排列特征的位错形态更为明显, 研究人员[25]认为, 这时铁素体的强化机制可能发生了改变. (2) 层片取向与轴向夹角大于30°时, 珠光体团难以通过小角度旋转适应形变的需要, 在压应力的作用下, 硬而脆的渗碳体只能通过弯折断裂的方式迅速减小与拉拔轴向的夹角[16], 以减小形变阻力. 这种弯折断裂的组织形成了弯折带, 弯折带上渗碳体逐渐断裂碎化, 铁素体形成高密度的位错胞结构, 这些组织特点使珠光体失去层片组织的力学特性,

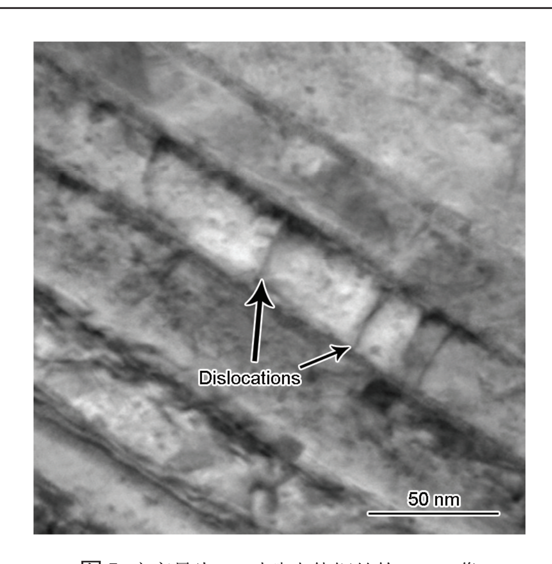


图5 应变量为2.5时珠光体钢丝的STEM像

Fig.5 STEM image of pearlitic steel wire with true strain of 2.5

致使此类组织层片形变缓慢、层片取向调整困难,导致在较大应变量下层片仍与拉拔轴向呈一定夹角(图 1c). 层片取向与拉拔轴向不平行时, 珠光体组织形变过程中应力状态较为复杂, 铁素体所受应力与轴向拉应力、径向压应力的理想状态差别较大, 虽然没有任何证据显示铁素体在此过程中会开动{110}<111>之外的滑移系, 但复杂的应力状况使铁素体在弯折组织中难以调整至<110>取向(图 3c). 在此状况下, 铁素体需要开动较多的滑移系来适应形变, 不可避免地出现位错缠结、位错墙结构, 阻碍了进一步形变强化. 不仅如此, 弯折带上的珠光体渗碳体断裂、碎化, 铁素体存在高密度的位错, 产生应力集中, 使得此类组织发生渗碳体断裂、碎化而产生空位等缺陷, 且影响了组织的热稳定性, 研究[13]表明, 弯折带上渗碳体在热处理过程中率先球化, 降低了钢丝的力学强度与扭转性能.

纳米压痕测试得到的不同层片取向的组织硬度数据表明, 层片平行于拉拔轴向的组织在形变后强度高于层片偏离轴向的组织, 这说明层片取向接近拉拔轴向有利于组织的加工硬化, 而层片取向偏离拉拔轴向减缓组织加工硬化的效果.

4 结论

(1) 珠光体层片取向与拉拔轴向夹角较小时, 冷拔过程中, 珠光体团可通过旋转迅速调整取向, 使层片取向平行于拉拔轴向, 并率先形成<110>丝织构. 铁素体中位错增殖经单滑移过渡到多滑移, 最终变成同一滑移系的单滑移, 整体位错密度逐渐增大并保持均匀, 渗碳体始终与铁素体保持协调形变.

(2) 珠光体层片取向与拉拔轴向夹角较大时, 冷拔过程中, 珠光体层片通过弯折形变接近拉拔轴向, 弯折、断裂的组织失去层片组织的特点, 渗碳体断裂碎化、铁素体形成位错胞结构, 使得后续形变困难, 层片减薄缓慢, 铁素体难以形成<110>丝织构.

(3) 冷拔形变过程中, 珠光体层片取向接近拉拔轴向有利于形变强化, 与拉拔轴向夹角较大的珠光体层片加工硬化率相对较低.

参考文献

[1] Michael Z. *Acta Mater*, 2002; 50: 4431

[2] Li Y J, Choi P, Goto S, Borchers C, Raabe D, Kirchheim R. *Acta Mater*, 2012; 60: 4005

[3] Read H G, Reynolods J W T, Hono K, Tarui T. *Scr Mater*, 1997; 37: 1221

[4] Zhang X, Godfrey A, Huang X, Hansen N, Liu Q. *Acta Mater*, 2011; 59: 3422

[5] Li Y J, Raabe D, Herbig M, Choi P, Goto S, Kostka A, Yarita H, Borchers C, Kirchheim R. *Phys Rev Lett*, 2014; 113: 106104

[6] Zhang X, Godfrey A, Hansen N, Huang X. *Acta Mater*, 2013; 61: 4898

[7] Zhao T Z, Song H W, Zhang G L, Cheng M, Zhang S H. *Acta Metall Sin*, 2014; 50: 667
(赵天章, 宋鸿武, 张光亮, 程 明, 张士宏. 金属学报, 2014; 50: 667)

[8] Liu Y D, Jiang Q W, Zhao X, Zuo L, Liang Z D. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 1215
(刘沿东, 蒋奇武, 赵 骧, 左 良, 梁志德. 金属学报, 2002; 38: 1215)

[9] Fang F, Zhao Y F, Liu P P, Zhou L C, Hu X J, Zhou X F, Xie Z. *Mater Sci Eng*, 2014; A608: 11

[10] Wong J N, Chu M B, Sei J O, Soon-Ju K. *Scr Mater*, 1997; 37: 1221

[11] Fang F, Zhao Y F, Zhou L C, Hu X J, Xie Z, Jiang J Q. *Mater Sci Eng*, 2014; A618: 505

[12] Languillaume J, Kapelski G, Baudele B. *Acta Mater*, 2000; 42: 457

[13] Wang Y, Fang F, Wang L, Jiang J Q, Yang H. *Trans Mater Heat Treat*, 2010; 31(5): 92
(王 燕, 方 峰, 王 雷, 蒋建清, 杨 恒. 材料热处理学报, 2010; 31(5): 92)

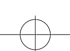
[14] Fang F, Hu X J, Chen S H, Xie Z, Jiang J Q. *Mater Sci Eng*, 2012; A547: 51

[15] Guo N, Luan B F, Liu Q. *Mater Des*, 2013; 50: 285

[16] Zhang X, Godfrey A, Hansen N, Huang X, Liu W, Liu Q. *Mater Charact*, 2010; 61: 65

[17] Liu Y D, Jiang Q W, Wang G, Wang Y D, Liang T D. *J Mater Sci Technol*, 2005; 21: 357

[18] Hu X J, Wang L, Fang, F, Ma Z Q, Xie Z H, Jiang J Q. *J Mater*



Sci, 2013; 48: 5528

[19] Fang F, Jiang J Q, Tan S Y, Ma A B. *Surf Coat Technol*, 2010; 204: 2381

[20] Fang F, Hu X J, Zhang B M, Xie Z H, Jiang J Q. *Mater Sci Eng*, 2013; A583: 78

[21] Zhou L C, Zhao Y F, Hu X J, Wang L, Li F, Fang F, Jiang J Q. *Chin J Mater Res*, 2014; 28: 615
(周立初, 赵宇飞, 胡显军, 王 雷, 李 凡, 方 峰, 蒋建清. 材料研究学报, 2014; 28: 615)

[22] Zhang B M, Zhao Y F, Hu X J, Ma H, Fang F, Jiang J Q. *Trans Mater Heat Treat*, 2014; 35(1):115
(张必明, 赵宇飞, 胡显军, 麻 晗, 方 峰, 蒋建清. 材料热处理学报, 2014; 35(1): 115)

[23] Tomota Y, Suzuki T, Kanie A, Shiota Y, Uno M, Moriai A, Minakawa N, Morii Y. *Acta Mater*, 2005; 53: 463

[24] Won J N, Chu M B. *Mater Sci Eng*,1995; A203: 278

[25] Zhang X, Godfrey A, Huang X, Hansen N, Huang X X. *Acta Mater*, 2013; 61: 4898

(责任编辑:罗艳芬)